

А. А. Борисов^{*}, А. П. Нейман, В. А. Пожого

Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет) (МАИ), Москва

**vyukborisov@gmail.com*

Научный руководитель – к.т.н., проф. кафедры «МиТОМ» Д. Е. Гусев

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ И УСЛОВИЙ ИСПЫТАНИЙ НА ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Как известно механическое поведение сплавов на основе никелида титана зависит от многих факторов, таких как температура испытания, степень наведенной деформации и др. Важной характеристикой является предельная степень наведенной деформации, превышение которой приводит к необратимому накоплению остаточной деформации.

Ключевые слова: никелид титана, эффект памяти формы, мартенситное превращение, механизм, отжиг, структура.

A. A. Borisov, A. P. Neiman, V. A. Pozhoga

INFLUENCE OF STRUCTURE AND TEST CONDITIONS ON THERMOMECHANICAL BEHAVIOR OF ALLOY BASED ON NICKELODEON TITANIUM WITH MEMORY EFFECT OF FORM

As is known, the mechanical behavior of titanium nickelide-based alloys depends on many factors, such as the test, the degree of induced deformation, etc. An important characteristic is the limiting degree of induced deformation, the excess of which leads to an irreversible accumulation of residual deformation.

Keywords: nickel titanium, shape memory effect, martensitic transformation, mechanism.

Сплавы обладающие эффектом памяти формы (ЭПФ) используются в авиакосмической технике, машиностроении и медицине для создания трансформирующихся конструкций, термомеханических исполнительных элементов и соединений, различных температурных датчиков. Для этих целей в настоящее время используют, в основном, сплавы на основе титана и никелида титана. Они обладают отличной коррозионной стойкостью, высоким комплексом механических свойств и характеристик ЭПФ. Однако, многие закономерности реакции ЭПФ, определяющие условия работы конструкций изучены еще недостаточно. Так полностью не установлена связь механизмов деформации на характеристик ЭПФ и механическое поведение - температур начала и конца восстановления

формы (A_n^B , A_k^B) – со степенью наведенной (γ_n , ε_n) или остаточной (γ_o , ε_o) деформаций восстановленной степени деформации (γ_b , ε_b), критические напряжения и деформации ($\tau_{кр}^{0,3}$, $\gamma_{кр}^{0,3}$) для различных структурных состояний материала при различных схемах испытания.

Таким образом, изучение термомеханического поведения сплавов на основе никедила титана, обладающими ЭПФ, зависящих от закономерностей влияния механизмов деформации при различных условиях испытаний, является актуальной проблемой в современном материаловедении, имеющей важное практическое значение для многих производственных отраслей.

Исследования проводили на образцах, вырезанных из проволоки с различным содержанием Ti и Ni, в пределах состава сплава ТН1 согласно ТУ 1–809–394–84 (табл. 1).

Таблица 1

Химический состав исследованных сплавов ТН1

Обозначение	Содержание легирующих элементов и примесей, (не более) % масс.								
	Ti	Ni	Fe	Si	Co	C	N	O	H
Сплав 1	основа	55,7	0,1	0,15	0,01	0,018	0,009	0,17	0,0015
Сплав 2	основа	54,7	0,1	0,1	0,01	0,023	0,009	0,16	0,0017
Сплав 3	основа	55,8	0,05	0,01	0,016	0,012	0,005	0,012	0,0011
ТУ 1–809–394–84	основа	55,3 – 56,5	0,3	0,15	0,2	0,1	0,05	0,2	0,13

Проведенные металлографические исследования показали, что в образцах из сплава 1 наблюдается большая объемная доля интерметаллида Ti_2Ni , который представлен равноосными частицами, неоднородно распределенными по сечению образцов. На основании полученных данных можно предположить, что на температуры мартенситного превращения (МП) и механическое поведение сплава, кроме химического состава сплава, влияет и количество интерметаллида Ti_2Ni .

Изменение температур МП по отношению к температуре испытаний оказывает существенное влияние на механизмы механического поведения сплава.

Поэтому для изучения смены механизмов формоизменения материала при его механическом нагружении путем испытания на кручение, были построены графики зависимости остаточной деформации от температуры.

С помощью полученных кривых можно установить, при какой наведенной деформации в образце развивается скольжение. Далее по этим

кривым деформации были определены напряжения, при которых в сплаве начинают интенсивно развиваться процессы МП под напряжением и/или процессы переориентации пластин мартенсита. Результаты измерения напряжений, при которых происходят сдвиговые процессы, приведены в табл. 2.

Таблица 2

Характеристики термомеханического поведения образцов сплава ТН1 (сплав № 1) после отжига при различных температурах

№ п/п	Температура отжига	Характеристики				
		$\tau_{0,3}$, МПа	$\tau_{кр}^{0,3}$, МПа	$\gamma_{кр}^{0,3}$, %	A_H^B	A_K^B
1	450	121	185	5,7	19	36
2	500	39	190	6,9	21	41
3	550	176	386	9	$< 10^\circ\text{C}$	$< 10^\circ\text{C}$
4	800	240	441	7,5	$< 0^\circ\text{C}$	$< 0^\circ\text{C}$

Отжиг сплава при 450 °С приводит к выделению мелкодисперсных когерентных с В2-матрицей частиц интерметаллида Ti_3Ni_4 . Это приводит к затруднению протекания МП в результате чего напряжения скольжения достигаются при меньших величинах деформации.

При температуре отжига 500 °С в сплаве образуются частицы богатого никелем интерметаллида глобулярной формы и уровень напряжений вокруг них не такой большой, как после отжига при 450 °С.

Для сплава после отжига при 550 °С температура деформации лежит вблизи температуры A_K , поэтому сразу после снятия нагрузки протекает обратное превращение мартенсита напряжения в В2-фазу, т. е. происходит механотермический возврат деформации.

Таким же образом были изучены сплавы 2 и 3. Исходный фазовый состав образцов проволоки сплавов 2 и 3 представлен В2-фазой и интерметаллидом Ti_2Ni (Ti_4Ni_2O), который распределен в В2-матрице и практически не меняет своей объемной доли и морфологии при термообработке по тем режимам, которые использовались в работе.

Следует отметить, что по данным металлографического исследования фазовый состав образцов сплава № 2 при отжигах в интервале 300–800°С не меняется.

В соответствии со структурными превращениями меняются и характеристики ЭПФ сплава ТН1 № 2 (табл. 3).

Для образцов ТН1 сплава № 3, характер изменения структуры и свойств от температуры отжига значительного отличается. Это в первую очередь отражается в сильной зависимости температур восстановления формы от температуры отжига.

Таблица 3

Характеристики термомеханического поведения образцов сплава ТН1 № 2 после отжига при различных температурах (выдержка 1 час)

№ п/п	Температура отжига	Характеристики				
		$\tau_{0,3}$; МПа	$\tau_{кр}^{0,3}$; МПа	$\gamma_{кр}^{0,3}$; %	A_H^B ; °С	A_K^B ; °С
1	–	160	420	7,5	34	46
2	450	150	280	8	37	46
3	500	150	250	8	36	45
4	550	110	200	8,5	38	46
5	800	110	200	9	35	44

Помимо выделения и растворения частиц Ti_3Ni_4 и Ti_2Ni_3 в образцах сплава № 3 протекают процессы полигонизации и рекристаллизации. Необходимо отметить, что в данных образцах эти процессы протекают более медленно и при более высоких (на 50 °С) температурах по сравнению с образцами сплава № 2. Такие особенности формирования структуры в образцах сплава № 3 отражаются на их механическом поведении и характеристиках ЭПФ, табл. 4.

После отжига при температурах 450 и 500 °С предел текучести и напряжения превращения снижаются. При этом сверхупругость при нормальной температуре сменяется накоплением остаточной деформации, устраняемой при последующем нагреве. Отжиг при температуре 550 °С и выше приводит к росту предела текучести и проявлению сверхупругости.

Таблица 4

Характеристики термомеханического поведения образцов сплава № 3 ТН1 после отжига при различных температурах (выдержка 1 час)

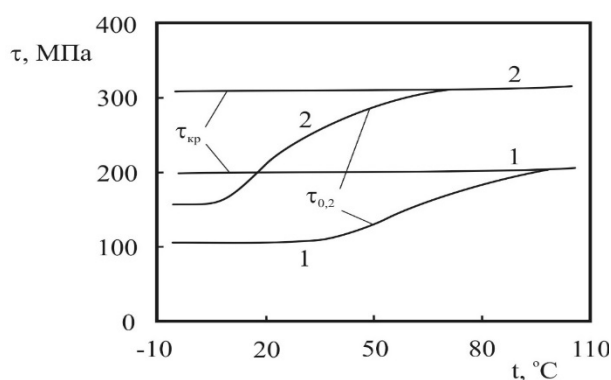
№ п/п	Температура отжига	Характеристики				
		$\tau_{0,3}$; МПа	$\tau_{кр}^{0,3}$; МПа	$\gamma_{кр}^{0,3}$; %	A_H^B ; °С	A_K^B ; °С
1	–	380	460	8	6	21
2	450	160	250	8	20	33
3	500	170	260	8,5	36	45
4	550	210	310	7,5	18	26
5	800	210	320	7,5	–5	1

Проведенные эксперименты позволяют прийти к следующим заключениям. Характеристики ЭПФ сплавов на основе никелида титана определяются одновременно несколькими факторами. Во-первых, напряжениями начала развития МП под нагрузкой или двойникования мартенсита. Они в основном зависят от соотношения температуры испытания и температур МП. Схематически эту зависимость можно

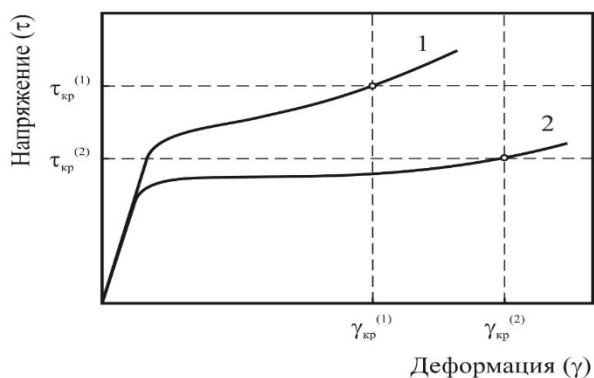
представить на рис. *а*. По мере снижения температуры испытаний до температуры начала МП $\tau_{0,3}$ снижается до минимального уровня. При дальнейшем уменьшении температуры нагружения они остаются практически постоянными и отвечают напряжениям двойникования мартенсита. Это обуславливает более высокий предел текучести образцов сплава № 3 в рекристаллизованном состоянии по сравнению с образцами сплава № 2 в таком же состоянии, так как более легированный никелем сплав имеет более низкие температуры МП по сравнению со сплавом, содержащим больше титана.

Вторым фактором можно считать напряжения, при которых в материале развивается скольжение. Достижение таких напряжений приводит к накоплению остаточной деформации и необратимому формоизменению. Поэтому эти напряжения определяют критическую деформацию и напряжение материала.

Величина критической деформации зависит также от угла наклона кривой нагружения после начала развития МП или двойникования мартенсита. Этот угол будет определяться сопротивлением движению межфазной или двойниковой границы при деформации. При большом угле наклона кривой нагружения при деформации быстрее достигаются напряжения скольжения и критическая деформация минимальна, рис. *б*. При малом угле наклона даже при относительно небольшой разности напряжений МП и скольжения может достигаться значительная критическая деформация.



а



б

Рис. *а* – влияние температуры испытания на соотношение предела текучести ($\tau_{0,3}$) и критических напряжений ($\tau_{кр}^{0,3}$) в сплаве ТН1 (№ 2 и № 3) после отжига при 550 °С;

б – влияние критических напряжений ($\tau_{кр}^{0,3}$) и угла наклона кривой нагружения на величину критических деформаций ($\gamma_{кр}^{0,3}$): 2 – сплав с полигонизованной структурой, 3 – сплав с рекристаллизованной структурой